

HIGH STRENGTH STEEL SHEET AND GALVANIZED STEEL SHEET HAVING
EXCELLENT FORMABILITY, AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

Publication number:

JP2003105486 (A)

Publication date:

2003-04-09

Inventor(s):

MIZUTANI MASAAKI; TANIGUCHI YUICHI; OKAMOTO
TSUTOMU +

Applicant(s):

NIPPON STEEL CORP +

Classification:

- international: C21D9/46; C22C38/00; C22C38/58; C23C2/06; C23C2/40;
C21D9/46; C22C38/00; C22C38/58; C23C2/06; C23C2/36;
(IPC1-7): C21D9/46; C22C38/00; C22C38/58; C23C2/06;
C23C2/40

- European:


Application number:

JP20010299197 20010928

Priority number(s):

JP20010299197 20010928

Also published as:

 JP3728228 (B2)

Abstract of **JP 2003105486 (A)**
PROBLEM TO BE SOLVED: To realize a high strength steel sheet and a galvanized steel sheet which have excellent formability, and a production method therefor on an industrial scale. SOLUTION: The high strength steel sheet and the galvanized steel sheet having excellent formability have a composition containing, by mass, 0.12 to 0.35% C, 0.2 to 0.8% Si, 1.2 to 3.5% Mn, <=0.03% P, <=0.03% S, 0.25 to 1.8% Al, 0.05 to 0.35% Mo and <=0.010% N, and further containing one or more metals selected from <=1.0% Cu, <=1.0% Ni and <=1.0% Cr, and the balance Fe with inevitable impurities, and have a metallic structure containing ferrite, retained austenite of >=5%, and bainite. Preferably, the mass% of Al, C, Mn, and Mo satisfy a specified relational equation.

.....
Data supplied from the **espacenet** database — Worldwide

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード [*] (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A 4 K 0 2 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	J 4 K 0 3 7
C 2 2 C 38/58		C 2 2 C 38/58	
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06	
2/40		2/40	
審査請求 未請求 請求項の数6 O L (全 9 頁)			

(21) 出願番号	特願2001-299197(P2001-299197)	(71) 出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22) 出願日	平成13年9月28日(2001.9.28)	(72) 発明者	水谷 政昭 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
		(72) 発明者	谷口 裕一 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
		(74) 代理人	100097995 弁理士 松本 悦一 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 成形性に優れた高強度鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 成形性に優れた高強度鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を工業的規模で実現する。

【解決手段】 質量％で、C:0.12～0.35%、Si:0.2～0.8%、Mn:1.2～3.5%、P:0.03%以下、S:0.03%以下、Al:0.25～1.8%、Mo:0.05～0.35%、N:0.010%以下を含有し、さらに、Cu:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cr:1.0%以下のうち1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、金属組織がフェライトと5%以上の残留オーステナイトおよびベイナイトを含有することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法。好ましくは、Al、C、Mn、Moの質量％が特定の関係式を満足する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C:0.12～0.35%、

Si:0.2～0.8%、

Mn:1.2～3.5%、

P:0.03%以下、

S:0.03%以下、

Al:0.25～1.8%、

Mo:0.05～0.35%、

N:0.010%以下を含有し、

さらに、

$$0.15 - \text{Al}/12 - \text{Si}/12 < \text{Mo} < 0.40 - \text{Al}/8 - \text{Si}/8 \quad \cdots (A)$$

【請求項3】 C、Mn、Moの質量%が、下記(B)式を満足することを特徴とする請求項1または請求項2に記載の成形性に優れた高強度鋼板。

$$0.70 < (\text{C} + \text{Mn}/6 + 1.5 * \text{Mo}) < 1.1 \quad \cdots (B)$$

【請求項4】 請求項1乃至請求項4に記載の高強度鋼板の表面に、亜鉛めっき層を有することを特徴とする成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項5】 請求項1乃至請求項3に記載の高強度鋼板の製造方法において、熱延後の鋼板を450～600℃の温度で巻取り、冷延後に750～850℃の温度で焼鈍し、焼鈍工程にて7(℃/sec)以上の速度で冷却し、かつ、C、Mn、Moの質量%および焼鈍工程での冷却速度CR(℃/sec)が、下記(C)式を満足することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板の製造方法。

$$1.6 < (\text{C} + \log \text{CR} + \text{Mn}/8 + 2 * \text{Mo}) < 2.7 \quad \cdots (C)$$

【請求項6】 請求項4に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法において、熱延後の鋼板を450～600℃の温度で巻取り、冷延後に750～850℃の温度で焼鈍し、溶融亜鉛めっき工程にて7(℃/sec)以上の速度で冷却し、かつ、C、Mn、Moの質量%および焼鈍工程での冷却速度CR(℃/sec)が、下記(C)式を満足することを特徴とする成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$1.6 < (\text{C} + \log \text{CR} + \text{Mn}/8 + 2 * \text{Mo}) < 2.7 \quad \cdots (C)$$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、成形性に優れた高強度鋼板と溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の燃費向上のため、車体の軽量化がより一層要求されている。車体の軽量化のためには、強度の高い鋼材を使用すれば良いが、強度が高くなるほど、プレス成形性が困難となる。これは、一般に鋼材の強度が高くなるほど、鋼材の伸びが低下するからである。これに対し、オーステナイトを室温まで保持したTRIP鋼(残留オーステナイト鋼)は強度と伸びの双方が高く、最近、自動車の骨格部材に使用されるようにな

Cu:1.0%以下、

Ni:1.0%以下、

Cr:1.0%以下のうち1種または2種以上を含有し、残留Feおよび不可避不純物からなり、

金属組織がフェライトと7%以上の残留オーステナイトおよびベイナイトを含有することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板。

【請求項2】 AlとMoの質量%が、下記(A)式を満足することを特徴とする請求項1に記載の成形性に優れた高強度鋼板。

った。

【0003】ところが、従来のTRIP鋼は、1%を超えるSiを含有する成分系であるために、めっきが均一に付着しにくく溶融亜鉛めっき性が悪く、また、通常鋼材よりも化成処理性が悪いという問題点があった。また、残留オーステナイト鋼は連続焼鈍時に350～550℃の温度範囲で、30秒から30分保持することでオーステナイト相が安定するとされているが、一般的な溶融亜鉛めっき設備には、上記等温保持が可能な設備を有していないものが多いことから、溶融亜鉛めっきが可能な残留オーステナイト鋼は、成分的にも製法的にも製造が困難とされてきた。

【0004】従って、現在までTRIP鋼は、熱延鋼板や冷延鋼板やもしくは電気めっき鋼板だけで工業化されているが、溶融めっき鋼板のTRIP鋼は工業化されていなかった。これらの問題点を解決する手段としてSiを低減し、代替元素としてAlを添加する報告例として特許第2962038号公報があるが、Alが相当量必要であり、しかも、めっき性が必ずしも改善されるものではなく、また、その操業範囲も狭いものとなり、工業化に至っていないのが実情である。

【0005】また、一般的に溶融亜鉛めっき設備は冷却速度が3℃/sec前後と遅く、Al添加によっても、パーライトが形成され、残留オーステナイト量が少なく伸びが低下している。また合金化めっきの場合、合金化温度は通常500℃前後となるので、ベイナイトが粗大化したり、残留オーステナイトがベイナイト変態するために低減し、特性が劣化していた。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、前述のような従来技術の問題点を解決し、成形性に優れた高強度鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を工業的規模で実現することを課題とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】まず、本発明の技術思想を説明する。本発明者らは、成形性に優れた高強度鋼板とその溶融亜鉛めっき化を検討した結果、鋼成分の最適化、すなわち、Siを低減してAlを代替元素とすることに

より溶融亜鉛めっきが可能であり、また、Mo、Al、C、Mnの質量%の関係式を特定することにより、強度と伸びの双方が優れた残留オーステナイト鋼を工業的に製造できることを見出した。すなわち、等温保持処理を行わなくとも、従来の残留オーステナイト鋼並に延性が向上し、また合金化めっきをおこなっても特性が劣化する事が少ない高強度鋼板を実現した。

【0008】また、上記の思想により設計された成分系の鋼板を、連続焼鈍または連続溶融亜鉛めっきラインにて、フェライト-オーステナイト2相域にて再結晶焼鈍を行った後に、適当な冷却速度にて冷却することにより、フェライトを主相とし、低温生成相として残留オーステナイトを7%以上含む複合金属組織を得ることができると見出し、Mo、C、Mnと連続焼鈍工程における冷却速度との関係式を特定することにより、かかる高強

$$0.15\text{-Al}/12\text{-Si}/12 < \text{Mo} < 0.40\text{-Al}/8\text{-Si}/8 \quad \dots (A)$$

【0010】(3) C、Mn、Moの質量%が、下記(B)式を満足することを特徴とする(1)または(2)に記載の成形性に優れた高強度鋼板。

$$0.70 < (C + \text{Mn}/6 + 1.5 * \text{Mo}) < 1.1 \quad \dots (B)$$

(4) (1)乃至(3)に記載の高強度鋼板の表面に、亜鉛めっき層を有することを特徴とする成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

(5) (1)乃至(3)に記載の高強度鋼板の製造方法において、熱延後の鋼板を450~600℃の温度で巻取り、冷延後に750~850℃の温度で焼鈍し、焼鈍工程にて7(℃/sec)以上の速度で冷却し、かつ、C、Mn、Moの質量%および焼鈍工程での冷却速度CR(℃/sec)が、下記(C)式を満足することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板の製造方法。

$$1.6 < (C + \log CR + \text{Mn}/8 + 2 * \text{Mo}) < 2.7 \quad \dots (C)$$

(6) (4)に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法において、熱延後の鋼板を450~600℃の温度で巻取り、冷延後に750~850℃の温度で焼鈍し、溶融亜鉛めっき工程にて7(℃/sec)以上の速度で冷却し、かつ、C、Mn、Moの質量%および焼鈍工程での冷却速度CR(℃/sec)が、下記(C)式を満足することを特徴とする成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$1.6 < (C + \log CR + \text{Mn}/8 + 2 * \text{Mo}) < 2.7 \quad \dots (C)$$

ここに、7%以上の残留オーステナイトとは、金属組織写真における面積率で7%以上が残留オーステナイト相であることをいい、X線などを用いて測定する。また、亜鉛めっき層とは、亜鉛を主たる成分とするめっき層をいい、溶融亜鉛めっきだけでなく、合金化した溶融亜鉛めっきを含む。

【0011】

【発明の実施の形態】以下に本発明の実施の形態を詳細に説明する。まず、本発明の高強度鋼板の成分および金属組織の限定理由を説明する。Cは、強度確保の観点から、またオーステナイトを安定化する基本元素として、

度鋼板を工業的に安定製造できる方法を実現した。本発明は、以上のような技術思想に基づくものであり、特許請求の範囲に記載した以下の内容をその要旨とする。

【0009】(1) 質量%で、C:0.12~0.35%、Si:0.2~0.8%、Mn:1.2~3.5%、P:0.03%以下、S:0.03%以下、Al:0.25~1.8%、Mo:0.05~0.35%、N:0.010%以下を含有し、さらに、Cu:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cr:1.0%以下のうち1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、金属組織がフェライトと7%以上の残留オーステナイトおよびベイナイトを含有することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板。

(2) AlとMoの質量%が、下記(A)式を満足することを特徴とする(1)に記載の成形性に優れた高強度鋼板。

必須の成分である。Cが0.12%未満では強度が満足せず、また残留オーステナイトが形成されない。また、0.35%を超えると、強度が上がりすぎ、延性が不足し工業材料として使用できない。従って、本発明におけるCの範囲は、0.12~0.35%とし、好ましくは、0.15~0.25%である。

【0012】Mnは強度確保の観点で添加が必要であることに加え、炭化物の生成を遅らせる元素であり残留オーステナイトの生成に有効な元素である。Mnが1.2%未満では、強度が満足せず、また残留オーステナイトの形成が不十分となり延性が劣化する。また、Mn添加量が3.5%を超えると、焼入れ性が高まるため、残留オーステナイトに変わってマルテンサイトが生成し、強度上昇を招きこれにより、製品のバラツキが大きくなるほか、延性が不足し工業材料として使用できない。従って、本発明におけるMnの範囲は、1.2~3.5%とした。

【0013】Siは強度確保の観点で添加することから、0.2%以上とした。これ未満だと必要な強度が確保できない。これに加え、前述のように、オーステナイト生成に有効な元素であるため、延性確保のために添加される元素であるが、0.8%を超えると溶融亜鉛めっき性が著しく劣化するため、上限を0.8%とした。さらにめっき性を重視する場合は、0.5%以下とするのが好ましい。Pは鋼板の強度を上げる元素として必要な強度レベルに応じて添加する。しかし、添加量が多いと粒界へ偏析するために局部延性を劣化させる。また、溶接性を劣化させる。従って、P上限値は0.03%とする。

【0014】Sは、MnSを生成することで局部延性、溶接性を劣化させる元素であり、鋼中に存在しない方が好ましい元素である。従って、上限を0.03%とする。Moの最低添加量を0.05%とした。これ以下では、パーライトを形成し、残留オーステナイト率が低減する。過多のMoの添加は延性の劣化や化成処理性を劣化させることがあるので、上限を0.35%とした。さらに望ましくは、

0.15%以下とするとより高い強度－延性バランスを得ることができる。

【0015】Alは、前述のごとくオーステナイトを残留させるために必要な元素であり、フェライトの生成を促進し、炭化物の生成を抑制することにより、オーステナイトを安定化させる作用があると同時に、脱酸元素としても作用する。オーステナイトの安定化には0.25%以上のAl添加が必要である、一方、Alを過度に添加しても上記効果は飽和し、かえって鋼を脆化させるばかりでなく、溶融亜鉛めっき性を劣化させるため、その上限を1.8%とした。

【0016】Nは、不可避免的に含まれる元素であるが、あまり多量に含有する場合は、時効性を劣化させるのみならず、AlN析出量が多くなってAl添加の効果を減少させるので、0.01%以下の含有が好ましい。また、不必要にNを低減することは製鋼工程でのコストが増大するので通常0.0020%程度以上に制御することが好ましい。Cr、Ni、Cuは、いずれも強化元素として有効である

$$0.15 - \text{Al}/12 - \text{Si}/12 < \text{Mo} < 0.40 - \text{Al}/8 - \text{Si}/8 \quad \cdots (A)$$

すなわち、Moが、 $0.15 - \text{Al}/12 - \text{Si}/12$ 以下では残留オーステナイトが形成されず、また、Moが $0.40 - \text{Al}/8 - \text{Si}/8$ 以上では、強度が上昇し、延性が劣化する。

【0019】Moが、 $0.15 - \text{Al}/12 - \text{Si}/12$ 以上で十分な残留オーステナイトが形成される理由については明らかではないが、Alは、フェライト形成元素であり、ベイナイト変態開始時点でのフェライト分率が多くなり過ぎるのに対し、Moは同じフェライトフォーマーではあるが、変態そのものの速度を抑制してフェライト分率を低減させる。Moを $0.15 - \text{Al}/12 - \text{Si}/12$ 以上とすることに

$$0.70 < (\text{C} + \text{Mn}/6 + 1.5 * \text{Mo}) < 1.1 \quad \cdots (B)$$

溶融メッキラインは焼鈍後の冷却速度が $3^\circ\text{C}/\text{sec}$ 程度と遅くパーライトが形成されやすい。また、焼鈍後、亜鉛の溶融ポットに浸漬後、合金化処理が施されるケースがある。いずれの場合もオーステナイトを残留させるには不利な操業条件である。そこで、本発明者らは、MoとC、Mnについて鋭意検討を重ねた結果、式(B)に至ったものである。

【0021】すなわち、 $\text{C} + \text{Mn}/6 + 1.5 * \text{Mo}$ が、0.70以下では、残留オーステナイト量が5%以下になり、TSxELが1900MPa%程度に劣化してしまう。また、1.1%以上では、強度が上昇し、伸びが低下し、TSxELが1900MPa%程度に劣化してしまう。上記理由は明らかでないが、MoとC、Mnの相互作用で、残留オーステナイトの形成量が決定されるものと考えられる。また、溶融ポット前後で形成された残留オーステナイトが合金化工程で分解されるのを防止する機能をもっているものと推測できる。

【0022】本発明の製造工程の限定理由は次の通りである。冷延鋼板はまず、オーステナイトとフェライトの2相共存温度域で再結晶焼鈍される。この際に、CやMn等

が、過多の添加は延性の劣化や化成処理性を劣化させることがあるので、Cr1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cu:1.0%以下とした。

【0017】本発明の金属組織がフェライトと7%以上の残留オーステナイトおよびベイナイトを主相として含有することを特徴とする理由は、このような組織をとる場合は、強度延性バランスに優れた鋼板となるからである。特に、残留オーステナイト率が7%以上となるときに、TSxELの強度延性バランスが劇的に上昇する。さらに、最大で3%程度のマルテンサイトが生成することもあるが、この程度の生成量では本発明の強度延性バランスを劣化させることはなく、問題とならない。

【0018】さらにMoは、本発明の対象である残留オーステナイト鋼において極めて重要な役割を担う成分である。本発明者らは、鋭意検討した結果、添加されたAlに対し、式(A)に表されたMoの適正範囲があることを見出した。

より、ベイナイト分率が上昇し、残留オーステナイトが多くできるものと推測される。このように、MoとAlおよびSiの相互作用で、残留オーステナイトの形成量が決定されるものと考えられる。なお、この式(A)は、特に本発明の特徴である、Si添加量が低いときに得られる関係である。

【0020】一方、Moが $0.40 - \text{Al}/8 - \text{Si}/8$ 以上では延性が低下する理由は、ベイナイト反応速度が低減し、残留オーステナイトが少なくなるものと考えられる。さらに本発明者らは研究を重ね、式(B)を見出した。

の焼き入れ性を向上させる元素や、AlやSiなどの残留オーステナイトを残存させる元素の影響でCがオーステナイト中に濃化し、その後の熱処理によるマルテンサイトを含む残留オーステナイトの生成を容易にする。通常の冷延鋼板におけるTRIP鋼の製造条件は、熱延工程での圧延、コイル捲取の後、冷間圧延を行い、連続焼鈍設備にて前述の熱処理を施す。溶融亜鉛めっき鋼板の場合は、冷間圧延後に溶融亜鉛メッキ工程で焼鈍とメッキを行う。メッキ後に加熱合金化処理を行ってもかまわない。また、加熱方式は誘導加熱、ガス加熱等いずれの方式でもかまわない。

【0023】本発明者らはこの中で特に溶融亜鉛メッキ工程での焼鈍時冷却速度について鋭意検討を重ねて式(C)を見出した。

$$1.6 < (\text{C} + \log \text{CR} + \text{Mn}/8 + 2 * \text{Mo}) < 2.7 \quad \cdots (C)$$

CRは焼鈍工程での冷却速度であり、単位は $^\circ\text{C}/\text{sec}$

$\log \text{CR}$ が式(C)を満足する場合、TSxELが最高値を示す。1.6以下では、パーライトが形成されたり、残留オーステナイトが形成されなくなる。一方、2.

7以上の場合、マルテンサイトが多量に形成され、残留オーステナイトが減少したり形成されなかったりする。そのため、強度が非常に高くなり延性が低下することがあり、この値を上限とした。

【0024】熱延後の捲取り温度は焼鈍工程において速やかに2相平衡状態に達するために重要な条件である。すなわち、熱延後の組織を間隔の小さいパーライトまたは、これとベイナイトの混合した組織とすることにより、焼鈍工程でセメンタイトが溶解しやすくする必要がある。このためには、600℃以下が望ましい。また、スケールの発生を抑制し、デスケ性を良くするためにも低温捲取が望ましい。一方で、捲取温度が低すぎると硬質相が増すことにより、冷延が困難となるため、捲取温度の下限は450℃以上とする。

【0025】このようにして得られた熱延鋼板は酸洗、冷延されて焼鈍に供される。焼鈍工程における焼鈍温度は、高温になると平衡オーステナイト比率が高くなる、またはオーステナイト単相になるため、オーステナイト中のCが希薄となるため、その後の冷却で安定したオーステナイト残存させることができなくなる。従って、焼鈍温度の上限は850℃以下とした。一方、低温で焼鈍を

行くと、炭化物の溶解が充分でなくなるため、Sol.C不足から、オーステナイトへのCの濃化が十分でなくなり、残留オーステナイト比率が著しく低下する。従って、下限値を750℃とした。上記の条件を満たすことで、成形性に優れた高強度鋼板及びその溶融亜鉛めっき鋼板を実現できる。

【0026】

【実施例】(1)および(4)の発明に関する実施例：表1に示した成分組成を有する鋼を真空溶解炉にて製造し、冷却凝固後1200℃まで再加熱し、880℃にて仕上圧延を行い、冷却後600℃で1時間保持することで、熱延の巻取熱処理を再現した。得られた熱延板を研削によりスケールを除去し、70%の冷間圧延した。その後連続焼鈍シミュレータを用い、770℃×74秒の焼鈍を行い、10℃/secの冷却速度で450℃まで冷却した後、合金化処理を再現するため、500℃まで再加熱し、更に室温まで冷却した。その後1%のスキンパス圧延を行った。

【0027】

【表1】

表1

区別	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	N	Cu	Ni	Cr	区分
A	0.120	0.46	1.39	0.029	0.020	0.64	0.07	0.003	0.0000	0.0001	0.0000	本発明
B	0.158	0.58	1.71	0.026	0.010	1.07	0.05	0.002	0.0002	0.0003	0.0000	本発明
C	0.177	0.45	1.80	0.012	0.005	1.50	0.09	0.001	0.0003	0.0002	0.0002	本発明
D	0.183	0.42	1.37	0.002	0.010	1.72	0.09	0.003	0.0003	0.0000	0.0002	本発明
E	0.187	0.56	3.45	0.023	0.003	1.44	0.11	0.002	0.0002	0.0002	0.0000	本発明
F	0.190	0.27	1.78	0.007	0.027	1.24	0.25	0.003	0.0002	0.0003	0.0000	本発明
G	0.196	0.59	1.39	0.008	0.013	1.31	0.12	0.004	0.0004	0.0000	0.0002	本発明
H	0.198	0.25	2.57	0.011	0.012	0.99	0.32	0.003	0.0000	0.0001	0.0003	本発明
I	0.201	0.34	1.51	0.023	0.024	1.48	0.31	0.000	0.0003	0.0000	0.0004	本発明
J	0.209	0.26	1.60	0.016	0.012	1.66	0.30	0.001	0.0002	0.0001	0.0003	本発明
K	0.215	0.22	2.95	0.022	0.002	1.14	0.28	0.002	0.0003	0.0002	0.0002	本発明
L	0.221	0.32	1.72	0.020	0.024	1.26	0.25	0.002	0.0003	0.0003	0.0004	本発明
M	0.223	0.20	3.50	0.018	0.030	0.58	0.07	0.002	0.0002	0.0002	0.0002	本発明
N	0.225	0.53	2.34	0.021	0.013	1.42	0.13	0.003	0.0003	0.0002	0.0004	本発明
O	0.235	0.38	2.83	0.019	0.006	0.36	0.10	0.002	0.0003	0.0001	0.0003	本発明
P	0.244	0.54	3.11	0.013	0.014	1.42	0.13	0.003	0.0002	0.0004	0.0001	本発明
Q	0.244	0.57	3.18	0.030	0.012	0.91	0.12	0.000	0.0001	0.0001	0.0002	本発明
R	0.247	0.48	3.39	0.026	0.021	1.74	0.11	0.003	0.0000	0.0000	0.0000	本発明
S	0.252	0.28	2.32	0.004	0.000	0.57	0.17	0.004	0.0001	0.0000	0.0003	本発明
T	0.253	0.80	1.46	0.017	0.012	1.60	0.11	0.010	0.0001	0.0002	0.0001	本発明
U	0.253	0.30	2.80	0.022	0.004	0.81	0.05	0.000	0.0002	0.0002	0.0002	本発明
V	0.258	0.34	3.06	0.013	0.017	0.41	0.17	0.003	0.0002	0.0003	0.0002	本発明
W	0.270	0.50	3.10	0.025	0.027	0.34	0.21	0.001	0.0001	0.0000	0.0002	本発明
X	0.291	0.43	1.79	0.022	0.027	0.59	0.29	0.001	0.0004	0.0002	0.0001	本発明
Y	0.296	0.49	3.15	0.019	0.019	0.77	0.19	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
Z	0.297	0.42	3.25	0.005	0.003	0.90	0.24	0.002	0.0002	0.0000	0.0001	本発明
AA	0.299	0.29	1.20	0.025	0.000	1.30	0.28	0.000	0.0003	0.0004	0.0000	本発明
AB	0.309	0.45	1.32	0.022	0.026	0.90	0.35	0.003	0.0001	0.0003	0.0003	本発明
AC	0.322	0.22	2.89	0.007	0.004	1.13	0.19	0.002	0.0004	0.0000	0.0003	本発明
AD	0.324	0.23	2.87	0.014	0.004	1.39	0.10	0.000	0.0003	0.0000	0.0002	本発明
AE	0.326	0.32	2.02	0.029	0.022	1.26	0.11	0.003	0.0001	0.0001	0.0001	本発明
AF	0.329	0.52	2.96	0.024	0.014	0.49	0.32	0.003	0.0003	0.0000	0.0002	本発明
AG	0.336	0.44	2.19	0.008	0.001	0.76	0.30	0.000	0.0004	0.0000	0.0002	本発明
AH	0.350	0.70	2.88	0.022	0.022	0.25	0.29	0.000	0.0001	0.0001	0.0001	本発明
AI	0.110	0.60	2.18	0.018	0.023	1.04	0.13	0.001	0.0001	0.0002	0.0002	比較例
AJ	0.390	0.30	1.59	0.026	0.011	1.58	0.33	0.002	0.0000	0.0003	0.0002	比較例
AK	0.222	0.81	2.77	0.005	0.004	1.68	0.19	0.003	0.0003	0.0002	0.0002	比較例
AL	0.317	0.38	1.00	0.025	0.005	0.64	0.19	0.001	0.0001	0.0002	0.0002	比較例
AM	0.293	0.23	3.70	0.016	0.011	0.86	0.12	0.002	0.0002	0.0002	0.0002	比較例
AN	0.156	0.27	1.73	0.002	0.025	0.23	0.10	0.003	0.0001	0.0001	0.0003	比較例
AO	0.261	0.26	1.32	0.008	0.018	1.53	0.20	0.001	0.0001	0.0000	0.0003	比較例
AP	0.244	0.24	3.07	0.014	0.006	1.18	0.04	0.001	0.0002	0.0003	0.0000	比較例
AQ	0.155	0.54	2.06	0.024	0.007	0.74	0.37	0.003	0.0001	0.0000	0.0004	比較例

【0028】

【表2】

表2

実験 番号	鋼種	TS(MPa)	EL(%)	TS×EL	残留 γ 率(%)	めっき性	合金化	区分
1	A	598	35	20930	9.5	○	○	本発明
2	B	613	34	20842	8.8	○	○	本発明
3	C	635	34	21590	9.0	○	○	本発明
4	D	664	33	21912	7.5	○	○	本発明
5	E	765	30	22950	11.4	○	○	本発明
6	F	772	25	19300	7.2	○	○	本発明
7	G	755	31	23405	11.7	○	○	本発明
8	H	708	26	19968	7.2	○	○	本発明
9	I	772	27	20844	8.2	○	○	本発明
10	J	810	27	21870	7.3	○	○	本発明
11	K	822	25	20550	7.1	○	○	本発明
12	L	805	25	20125	7.9	○	○	本発明
13	M	792	26	20592	8.1	○	○	本発明
14	N	825	28	23100	13.5	○	○	本発明
15	O	835	26	21710	10.1	○	○	本発明
16	P	852	27	23004	12.4	○	○	本発明
17	Q	850	27	22950	11.8	○	○	本発明
18	R	860	26	22360	13.2	○	○	本発明
19	S	855	25	21375	12.1	○	○	本発明
20	T	842	27	22734	12.7	○	○	本発明
21	U	872	22	19184	7.1	○	○	本発明
22	V	888	26	23088	10.8	○	○	本発明
23	W	842	27	22734	11.6	○	○	本発明
24	X	884	22	19448	7.8	○	○	本発明
25	Y	859	26	22178	10.0	○	○	本発明
26	Z	892	22	19624	7.2	○	○	本発明
27	AA	952	21	19992	7.2	○	○	本発明
28	AB	935	21	19635	7.1	○	○	本発明
29	AC	902	24	21648	12.2	○	○	本発明
30	AD	922	23	21206	10.2	○	○	本発明
31	AE	918	24	22032	12.1	○	○	本発明
32	AF	953	21	20013	7.5	○	○	本発明
33	AG	962	20	19240	8.2	○	○	本発明
34	AH	942	23	21666	11.5	○	○	本発明
35	AI	582	30	17460	3.2	○	○	比較例
36	AJ	982	18	17676	6.8	○	○	比較例
37	AK	992	22	21824	8.2	×	×	比較例
38	AL	577	31	17897	2.1	○	○	比較例
39	AM	872	20	17440	7.4	○	○	比較例
40	AN	682	25	17050	1.2	○	○	比較例
41	AO	788	25	19700	10.2	×	×	比較例
42	AP	720	23	16560	1.2	○	○	比較例
43	AQ	612	24	14688	0.2	○	○	比較例

★ 残留 γ 以外の組織は、フェライトが60～70%、ベイナイトが全体からフェライトと残留オーステナイトを除いた比率で存在している。

★ 実験番号6,11,12,23,24,32,33,34については、上記組織以外にマルテンサイトが3%以下で含有されていた。

【0029】引張特性は、JIS5号引張試験片のL方向引張にて評価し、TS(MPa)×EL(%)の積が19000MPa%以上を良好とした。金属組織は、光学顕微鏡での観察および、X線回折による残留オーステナイト率の測定を行った。フェライトはナイトールエッチング、マルテンサイトはレペラーエッチングにて観察した。残留オーステナイト率測定方法は、供試材板の表層より1/4厚まで化学研磨した面で行い、単色化したM α K α 線による、フェライトの(200)および(211)面積分強度とオーステナイトの(200)、(22

0)および(311)面積分強度から残留オーステナイトを定量した。残留オーステナイト率が7%以上を良好とした。表2、4、6、7の実験結果では、この残留オーステナイト率を残留 γ 率と表記した。

【0030】めっき性能は溶融亜鉛めっきシミュレーターにより、上記同様の焼鈍条件を施した後、溶融亜鉛メッキを行い、目視にてめっきの付着状況を確認し、めっき面の内90%以上の面積で均一に付着している場合を良好(=○)とした。合金化についてはパウダリング試験により、評点3以下を良好(=○)とした。実験結

果を表2に示す。

【0031】実験番号35・成分記号AIでは、Cが低すぎるため、残留オーステナイトの形成が不十分で、TS×ELも不十分である。実験番号36・成分記号AJでは、Cが高すぎるため、強度が上昇しすぎ、延びが低下することで、TS×ELが低下。実験番号37・成分記号AKでは、Siが高すぎるため、溶融亜鉛めっきが均一に付着せず、外観不良となる。合金化も不良であった。実験番号38・成分記号ALでは、Mnが低すぎるため、強度が満足せず、また残留オーステナイト率も低い。実験番号39・成分記号AMでは、Mnが高すぎることで、強度が上昇し、延びが低下し、TS×ELが低下した。実験番号40・成分記号ANでは、Alが低すぎるため、十分な残留オーステナイトを形成せず、伸びが不足。実験番号41・成分記号AOでは、Alが高す

ぎるため、溶融亜鉛めっきが均一に付着せず、外観不良を起こし、また合金化も不良であった。実験番号42・成分記号APは、Moが低すぎるためパーライトが生成し、残留オーステナイト率が低下した。実験番号43・成分記号AQでは、Moが高すぎるため、強度が上昇しすぎ、延びが低下し、TS×ELが不足した。

【0032】これに対し、本発明の実施例である実験番号1～34・成分記号A～AHでは、本発明の範囲を満たしているため、良好な結果となった。

(2) および(4)の発明に関する実施例：表3に示した成分の鋼を真空溶解し、(1)の発明の実施例と同様の方法で試験片を作成し、同様の実験により各特性を調査した。

【0033】

【表3】

成分	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	N	Cu	Ni	Cr	区分
AR	0.181	0.23	1.47	0.017	0.007	0.89	0.25	0.002	0.0001	0.0006	0.0001	本発明
AS	0.182	0.38	2.29	0.020	0.006	0.87	0.21	0.001	0.0007	0.0003	0.0009	本発明
AT	0.120	0.21	2.47	0.029	0.004	0.53	0.21	0.002	0.0010	0.0007	0.0000	本発明
AU	0.204	0.41	1.37	0.001	0.027	1.10	0.20	0.001	0.0003	0.0009	0.0003	本発明
AV	0.209	0.55	1.24	0.019	0.012	1.74	0.10	0.002	0.0007	0.0005	0.0003	本発明
AW	0.216	0.48	2.06	0.011	0.022	1.25	0.18	0.000	0.0003	0.0002	0.0005	本発明
AX	0.220	0.48	3.15	0.028	0.011	0.33	0.15	0.001	0.0010	0.0005	0.0005	本発明
AY	0.225	0.28	1.95	0.002	0.021	0.39	0.17	0.001	0.0003	0.0001	0.0005	本発明
AZ	0.228	0.46	2.12	0.007	0.010	1.47	0.15	0.001	0.0004	0.0006	0.0005	本発明
BA	0.254	0.45	3.00	0.005	0.024	0.63	0.24	0.001	0.0003	0.0009	0.0001	本発明
BB	0.279	0.27	1.88	0.029	0.005	1.34	0.19	0.001	0.0010	0.0000	0.0005	本発明
BC	0.295	0.51	1.50	0.020	0.010	1.48	0.15	0.002	0.0001	0.0000	0.0003	本発明
BD	0.305	0.55	2.70	0.013	0.001	0.97	0.21	0.002	0.0006	0.0004	0.0010	本発明
BE	0.305	0.56	2.53	0.019	0.024	1.74	0.11	0.003	0.0005	0.0006	0.0006	本発明
BF	0.315	0.23	1.39	0.014	0.001	1.60	0.16	0.002	0.0003	0.0000	0.0004	本発明
BG	0.348	0.58	3.39	0.000	0.018	1.73	0.09	0.000	0.0006	0.0002	0.0003	本発明
BH	0.187	0.24	1.22	0.026	0.024	0.61	0.07	0.002	0.0001	0.0000	0.0007	比較例
BI	0.231	0.40	2.28	0.013	0.001	0.65	0.32	0.002	0.0004	0.0007	0.0000	比較例

式(A)		
0.15-Al/12-Si/12	Mo	0.4-Al/8-Si/8
0.049	0.246	0.246
0.046	0.210	0.245
0.039	0.208	0.308
0.025	0.202	0.212
-0.041	0.104	0.114
0.006	0.183	0.184
0.032	0.150	0.289
0.093	0.188	0.315
-0.011	0.148	0.159
0.060	0.240	0.265
0.016	0.186	0.199
-0.016	0.149	0.150
0.023	0.205	0.209
-0.042	0.110	0.112
-0.003	0.181	0.171
-0.040	0.090	0.115
0.079	0.086	0.294
0.082	0.321	0.268

【0034】

【表4】

実験番号	鋼種	TS(MPa)	EL(%)	TS×EL	残留γ率(%)	めっき性	合金化	区分
43	AR	695	32	22240	10.2	○	○	本発明
44	AS	732	31	22692	11.2	○	○	本発明
45	AT	785	30	23550	12.4	○	○	本発明
46	AU	788	29	22852	11.8	○	○	本発明
47	AV	825	28	23100	12.9	○	○	本発明
48	AW	812	29	23548	11.6	○	○	本発明
49	AX	842	28	23576	12.1	○	○	本発明
50	AY	804	29	23316	11.5	○	○	本発明
51	AZ	862	27	23274	12.4	○	○	本発明
52	BA	853	25	21325	10.7	○	○	本発明
53	BB	874	26	22724	11.2	○	○	本発明
54	BC	895	24	21480	10.6	○	○	本発明
55	BD	912	24	21888	12.4	○	○	本発明
56	BE	904	26	23504	11.3	○	○	本発明
57	BF	842	26	21892	10.5	○	○	本発明
58	BG	934	23	21482	11.3	○	○	本発明
59	BH	762	24	18288	3.2	○	○	比較例
60	BI	832	22	18304	3.8	○	○	比較例

【0035】その実験結果を表4に示す。実験番号59・成分記号BHでは、Moの含有量が0.15-Al/12-Si/12よりも低いため十分な残留オーステナイト相が形成されず、材質が不十分であった。実験番号60・成分記号BIでは、Moの含有量が0.4-Al/8-Si/8よりも高いため、強度が上昇しすぎ、延性が低下し材質が不十分であ

った。これに対し、実験番号43～58・成分記号AR～BGでは、本発明の範囲を満たしているため、良好な結果となった。

【0036】(3) および(4)の発明に関する実施例：表5に示した成分の鋼を真空溶解し、(1)の発明の実施例と同様の方法で試験片を作成し、同様の実験に

より各特性を調査した。

【表5】

【0037】

表5													式(8)
成分	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	N	Cu	Ni	Cr	区分	$C+Mn/6+1.5 \times Mo$
BJ	0.183	0.52	1.14	0.019	0.015	0.33	0.32	0.006	0.0004	0.0009	0.0008	本発明	0.557
BK	0.195	0.43	3.20	0.018	0.009	1.67	0.23	0.009	0.0009	0.0000	0.0002	本発明	1.079
BL	0.200	0.53	2.98	0.020	0.018	1.16	0.21	0.028	0.0000	0.0004	0.0001	本発明	1.007
BM	0.211	0.43	2.64	0.006	0.002	0.86	0.14	0.031	0.0007	0.0007	0.0002	本発明	0.862
BN	0.234	0.54	1.82	0.004	0.019	1.57	0.28	0.000	0.0000	0.0003	0.0001	本発明	0.962
BO	0.238	0.23	1.62	0.010	0.012	1.57	0.14	0.006	0.0002	0.0010	0.0005	本発明	0.711
BP	0.246	0.32	2.08	0.014	0.013	1.67	0.33	0.020	0.0007	0.0007	0.0004	本発明	1.084
BQ	0.248	0.50	3.33	0.020	0.006	1.11	0.20	0.022	0.0009	0.0009	0.0009	本発明	1.087
BR	0.250	0.47	2.69	0.011	0.019	1.58	0.06	0.024	0.0003	0.0006	0.0010	本発明	0.784
BS	0.258	0.25	1.64	0.027	0.003	0.95	0.13	0.024	0.0004	0.0003	0.0008	本発明	0.721
BT	0.270	0.38	1.92	0.020	0.024	1.25	0.33	0.006	0.0003	0.0003	0.0003	本発明	1.091
BU	0.280	0.25	2.32	0.004	0.011	1.76	0.27	0.035	0.0003	0.0006	0.0009	本発明	1.075
BV	0.296	0.41	2.36	0.011	0.020	1.55	0.19	0.011	0.0010	0.0003	0.0010	本発明	0.969
BW	0.310	0.41	3.28	0.021	0.010	1.22	0.16	0.021	0.0003	0.0005	0.0001	本発明	1.084
BX	0.319	0.21	2.06	0.021	0.020	0.90	0.23	0.034	0.0010	0.0006	0.0008	本発明	1.004
BY	0.308	0.26	2.43	0.015	0.028	1.67	0.25	0.024	0.0007	0.0009	0.0005	本発明	1.088
BZ	0.295	0.44	2.33	0.028	0.006	1.77	0.27	0.004	0.0003	0.0005	0.0003	本発明	1.088
CA	0.198	0.25	1.62	0.011	0.012	0.87	0.05	0.009	0.0008	0.0002	0.0001	比較例	0.537
CB	0.334	0.39	3.23	0.012	0.001	1.81	0.32	0.021	0.0007	0.0010	0.0004	比較例	1.352

【0038】

【表6】

表6								
実験番号	鋼種	TS(MPa)	EL(%)	TS×EL	残留γ率(%)	めっき性	合金化	区分
61	BJ	672	32	21504	9.3	○	○	本発明
62	BK	763	30	22890	12.1	○	○	本発明
63	BL	777	27	20979	10.1	○	○	本発明
64	BM	805	28	22540	12.5	○	○	本発明
65	BN	802	27	21654	11.5	○	○	本発明
66	BO	785	27	21195	10.8	○	○	本発明
67	BP	845	27	22815	12.4	○	○	本発明
68	BQ	872	24	20928	10	○	○	本発明
69	BR	863	25	21575	11.5	○	○	本発明
70	BS	823	26	21398	10.3	○	○	本発明
71	BT	843	27	22761	12.2	○	○	本発明
72	BU	844	26	21944	12.8	○	○	本発明
73	BV	883	24	21192	11.1	○	○	本発明
74	BW	920	22	20240	12.7	○	○	本発明
75	BX	905	23	20815	11.4	○	○	本発明
76	BY	901	24	21624	12.1	○	○	本発明
77	BZ	910	23	20930	11.7	○	○	本発明
78	CA	682	27	18414	2.1	○	○	比較例
79	CB	985	17	16745	3.2	○	○	比較例

【0039】その実験結果を表6に示す。実験番号78・成分記号CAでは、 $C+Mn/6+1.5 \times Mo=0.537$ と、0.7以下のため、残留オーステナイトが5%以下となり材質不十分である。実験番号79・成分記号CBでは、 $C+Mn/6+1.5 \times Mo=1.352$ と、1.1以上のため、強度が上昇し延性が低下するためTS×ELが低下した。これに対し、実験番号61～77・成分記号BJ～BZでは、本発明の範囲を満たしており、良好な結果となった。

【0040】(5)および(6)の発明に関する実施例：表1の成分の鋼のうち、代表的な成分の、成分記号

B、F、H、J、M、Q、X、ABおよびAGについて、(1)の発明の実施例と同様の方法で冷間圧延まで行い、連続焼鈍及び溶融亜鉛めっきシミュレーターにて焼鈍後、表7に示した冷却速度にて冷却し、その後さらに(1)の発明と同様の方法で試験片を作成し、同様の実験により各特性を調査した。その結果は同じく表7に示している。

【0041】

【表7】

表7

実験 番号	鋼種	冷却速度	C	Mn	Mo	式(C)	TS(MPa)	EL(%)	TS×EL	残留γ率(%)	めっき性	合金化	区分
80	F	7	0.190	1.76	0.25	1.755	768	25	19048	7.1	○	○	本発明
81	H	7	0.198	2.57	0.32	2.004	758	26	19329	7.1	○	○	本発明
82	J	7	0.209	1.60	0.30	1.854	801	26	20826	7.2	○	○	本発明
83	M	7	0.223	3.50	0.01	1.526	772	25	19300	7.8	○	○	本発明
84	Q	7	0.244	3.18	0.12	1.727	832	25	20800	10.2	○	○	本発明
85	X	7	0.291	1.79	0.29	1.940	864	22	19008	7.5	○	○	本発明
86	AB	7	0.309	1.32	0.35	2.019	922	21	19362	7.1	○	○	本発明
87	AG	7	0.336	2.19	0.30	2.055	952	20	19040	7.9	○	○	本発明
88	F	30	0.190	1.76	0.25	2.387	782	25	19550	8.9	○	○	本発明
89	H	30	0.198	2.57	0.32	2.636	772	26	20072	7.9	○	○	本発明
90	J	30	0.209	1.60	0.30	2.486	815	27	22005	8.0	○	○	本発明
91	M	30	0.223	3.50	0.01	2.158	812	27	21924	9.6	○	○	本発明
92	Q	30	0.244	3.18	0.12	2.359	872	26	22672	11.9	○	○	本発明
93	X	30	0.291	1.79	0.29	2.572	888	22	19536	8.4	○	○	本発明
94	AB	30	0.309	1.32	0.35	2.651	944	21	19824	7.9	○	○	本発明
95	AG	30	0.336	2.19	0.30	2.687	975	20	19500	8.5	○	○	本発明
96	F	3	0.190	1.76	0.25	1.387	740	22	16280	2.1	○	○	比較例
97	J	3	0.209	1.60	0.30	1.486	772	23	17756	3.4	○	○	比較例
98	M	3	0.223	3.50	0.01	1.158	762	24	18288	3.3	○	○	比較例
99	Q	3	0.244	3.18	0.12	1.359	820	21	17220	2.1	○	○	比較例
100	X	3	0.291	1.79	0.29	1.572	844	19	16036	0.9	○	○	比較例
101	F	100	0.190	1.76	0.25	2.910	825	19	15675	1.2 ±1)	○	○	比較例
102	J	100	0.209	1.60	0.30	3.009	845	21	17745	3.2 ±1)	○	○	比較例
103	M	100	0.223	3.50	0.10	2.861	833	24	19992	3.5 ±1)	○	○	比較例
104	Q	100	0.244	3.18	0.12	2.882	710	23	16350	2.4 ±1)	○	○	比較例
105	X	100	0.291	1.79	0.29	3.095	785	21	17485	1.4 ±1)	○	○	比較例

*1) 実験番号101～105については、金属組織の中に5%～8%の多量のマルテンサイトを含有していた

【0042】実験番号96～100・成分記号F、J、M、QおよびXについては、冷却速度(=CR)が3℃/secと低いために、式(C)を満足せず、その結果十分な残留オーステナイトが形成されず、材質不良であった。実験番号101～105・成分記号F、J、M、QおよびXについては、冷却速度が100℃/secと速すぎるために、式(c)を満足せず、その結果組織中に3%～5%の大量のマルテンサイトが生成し、強度が高くなりすぎ、延性が悪化することで材質不良となった。また残留オーステナイト率も低下した。

【0043】これに対し、実験番号80～87・成分記号F、H、J、M、Q、X、ABおよびAGについて

は、冷却速度を7℃/secとして、(5)の発明式(C)を満足するため、良好な結果となった。また、実験番号88～95・成分記号F、H、J、M、Q、X、ABおよびAGについても、冷却速度を30℃/secとして、(5)の式(C)を満足し、良好な結果となった。

【0044】

【発明の効果】本発明によれば、自動車部品などに使用される、成形性に優れた高強度鋼板と溶融亜鉛めっき鋼板を提供できるため、工業的に価値の高い発明である。

Mo+Ni

フロントページの続き

(72)発明者 岡本 力
愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株
式会社名古屋製鐵所内

Fターム(参考) 4K027 AA05 AA23 AB42 AE18
4K037 EA01 EA06 EA11 EA13 EA15
EA16 EA17 EA18 EA20 EA23
EA25 EA27 EB05 EB07 EB08
EB09 EB12 FE01 FE02 FJ05
FK02 FK03